

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **10310854 A**

(43) Date of publication of application: **24.11.98**

(51) Int. Cl. **C22F 1/047**  
**C22C 21/06**  
**// C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**  
**C22F 1/00**

(21) Application number: **09119757**

(22) Date of filing: **09.05.97**

(71) Applicant: **NKK CORP**

(72) Inventor: **HASEGAWA KOHEI**  
**MITAO SHINJI**

(54) **MANUFACTURE OF ALUMINUM ALLOY SHEET  
FOR PRESS FORMING, EXCELLENT IN PLASTIC  
ANISOTROPY AND BAKING HARDENABILITY OF  
COATING FILM**

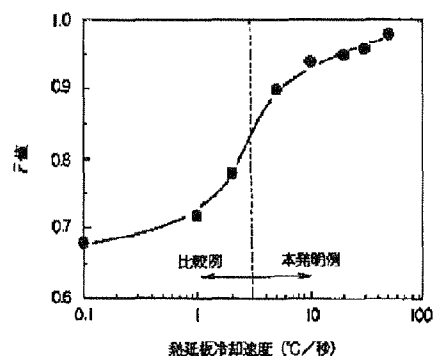
temp.-rise rate, held for 0-60 sec, and then cooled down  
to  $\leq 100^{\circ}\text{C}$  at  $\approx 10^{\circ}\text{C/sec}$  cooling rate.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method of manufacture of an aluminum alloy sheet for press forming, for providing strength, formability, SSM resistance, hot rollability, and spot weldability which are required of the sheet for automobile body sheet and further for improving, in order to improve deep drawability, the coefficient of plastic anisotropy (r-value) which is a dominant factor governing the deep drawability.

SOLUTION: An aluminum alloy ingot, having a composition consisting of, by weight, 2-3.5% Mg, 0.05-0.3% Si, 0.4-0.6% Cu, 0.005-0.15% Ti, 0.0002-0.05% B,  $\leq 0.3\%$  Fe, and the balance Al with inevitable impurities, is subjected to homogenizing treatment at  $400-580^{\circ}\text{C}$ , hot-rolled and finished to 3-10 mm plate thickness, cooled rapidly down to  $\leq 100^{\circ}\text{C}$  at  $\approx 3^{\circ}\text{C/sec}$  cooling rate, and cold-rolled to the desired sheet thickness. Subsequently, the resultant cold rolled sheet is heated to  $500-570^{\circ}\text{C}$  at  $\approx 3^{\circ}\text{C/sec}$



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-310854

(43) 公開日 平成10年(1998)11月24日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>

識別記号

F I

C 2 2 F 1/047

C 2 2 F 1/047

C 2 2 C 21/06

C 2 2 C 21/06

// C 2 2 F 1/00

6 2 3

C 2 2 F 1/00

6 2 3

6 3 0

6 3 0 K

6 3 0 A

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平9-119757

(22) 出願日 平成9年(1997)5月9日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 長谷川 浩平

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 三田尾 真司

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

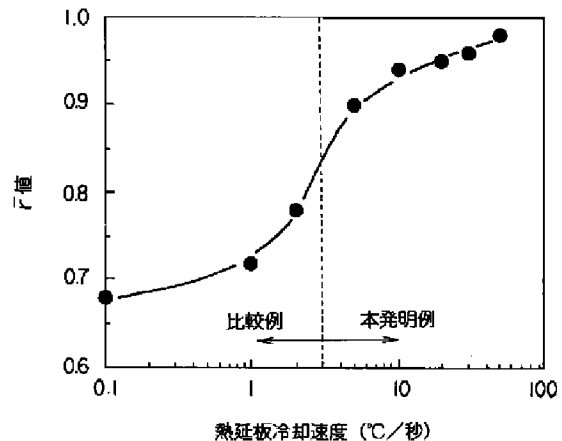
(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

(54) 【発明の名称】 塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】自動車ボディシート用薄板として必須の強度、成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性を有しつつ、さらに深絞り成形性を改善するためにその支配因子である塑性異方性係数（ $r$ 値）を向上するためのプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法を提供する。

【解決手段】重量% で、Mg:2~3.5%, Si:0.05~0.3%, Cu:0.4~0.6%, Ti:0.005~0.15%, B:0.0002~0.05%, Fe:0.3%以下を含有し、残部がAlおよび不可避免の不純物よりなるアルミニウム合金鋳塊に対し400~580℃で均質化処理を施し、続いて熱間圧延を行い板厚3~10mmに仕上げた後、3℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで急速冷却し、冷間圧延で所望の板厚とする。次に冷延板を3℃/秒以上の昇温速度で500~570℃に加熱後0~60秒保持し、10℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで冷却する。



**【特許請求の範囲】**

**【請求項1】** 重量%で、Mg：2～3.5%と、Si：0.05～0.3%と、Cu：0.4～0.6%と、Ti：0.005～0.15%と、B：0.0002～0.05%と、Fe：0.3%以下とを含有し、残部がAlおよび不可避的不純物よりなるアルミニウム合金板を製造する方法において、

アルミニウム合金鋳塊に対し、400～580℃の範囲内の温度で均質化処理を施す工程と、

この鋳塊を熱間圧延し板厚3～10mmに仕上げた後、3℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで急速冷却し、冷間圧延で所望の板厚とする工程と、

冷延板を3℃/秒以上の昇温速度で500～570℃に加熱後0～60秒保持し、10℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで冷却する工程とを備えたことを特徴とする塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

**【請求項2】** 合金成分として、重量%でさらに、Mn：0.05～0.3%、Cr：0.05～0.3%、及びZr：0.05～0.3%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

**【請求項3】** 合金成分として、重量%でさらに、Zn：0.1～1%を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法。

**【発明の詳細な説明】****【0001】**

**【発明の属する技術分野】**本発明は、例えば自動車外板などのようなプレス成形後、塗膜焼付工程を施す部材に最適な塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法に関する。

**【0002】**

**【従来の技術】**プレス成形用アルミニウム合金薄板には主にAl-Mg系(5000系)とAl-Mg-Si系(6000系)合金が用いられている。これらの合金にはそれぞれ問題点があり例えば、5000系はアルミニウム合金中のMg原子による動的歪み時効(PL効果)に起因してストレッチャーストレインマーク(以下SSMと略記する)が発生し、プレス品外観を著しく損ねる場合がある。またMg添加に起因して熱間圧延時にエッジ割れが発生しやすく製造性、歩留まりに問題がある。さらに高Mg濃度合金は表面にMg酸化物が形成されるためスポット溶接性が低い。一方、6000系はMg添加に起因する以上のような問題はないが、成形性に乏しく、特にヘム加工などの曲げ成形性が著しく劣る。以上のような問題を解決するため本発明者らは先にMg濃度を5000系と6000系の中位とし、Cu、Siを適量添加することにより低温焼付硬化性を付与し、強度、

成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性など自動車ボディシート用薄板として一応の特性に優れた合金板を開発し、特開平6-33179号公報またその製造法として特開平7-97667号公報、特開平7-173565号公報に常温遅時効性を付与する方法を開示した。

**【0003】**

**【発明が解決しようとする課題】**しかしながら、特開平6-33179号公報、特開平7-97667号公報、特開平7-173565号公報で開示されているアルミニウム合金板およびその製造方法は上記の如く、優れた特性を有するが、特に深絞り成形などに供する場合には塑性異方性係数(いわゆるr値)が高いことが重要で、従来の製造方法ではr値については全く考慮されていない。

**【0004】**一方、特開平5-306440号公報には、重量%でCu：0.02～2%、Mg：0.5～2.5%、Si：0.5～3%を含むアルミニウム合金において熱間圧延後ただちに3℃/sec以上の冷却速度で120℃以下に急冷することによりプレス成形性、焼付塗装時の硬化性を改善する技術が開示されているが、この公報に開示された技術は本発明とは合金成分が異なるため集合組織生成の過程が大きく異なり、またr値に対する熱延後冷却速度の効果を示唆するものではない。

**【0005】**本発明の目的はかかる事情を鑑みて、自動車ボディシート用薄板として必須の強度、成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性を有しつつ、さらに深絞り成形性を改善するためにその支配因子である塑性異方性係数(r値)を向上するためのプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法を提供することにある。

**【0006】**

**【課題を解決するための手段】**前記の課題を解決し目的を達成するために、本発明は以下に示す手段を用いている。

(1) 本発明の製造方法は、重量%で、Mg：2～3.5%と、Si：0.05～0.3%と、Cu：0.4～0.6%と、Ti：0.005～0.15%と、B：0.0002～0.05%と、Fe：0.3%以下とを含有し、残部がAlおよび不可避的不純物よりなるアルミニウム合金板を製造する方法において、アルミニウム合金鋳塊に対し、400～580℃の範囲内の温度で均質化処理を施す工程と、この鋳塊を熱間圧延し板厚3～10mmに仕上げた後、3℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで急速冷却し、冷間圧延で所望の板厚とする工程と、冷延板を3℃/秒以上の昇温速度で500～570℃に加熱後0～60秒保持し、10℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで冷却する工程とを備えたことを特徴とする塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法である。

【0007】(2)本発明の製造方法は、合金成分として、重量％でさらに、Mn:0.05~0.3%、Cr:0.05~0.3%、及びZr:0.05~0.3%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)に記載の塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法である。

【0008】(3)本発明の製造方法は、合金成分として、重量％でさらに、Zn:0.1~1%を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の塑性異方性、塗膜焼付硬化性に優れたプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法である。

【0009】

【発明の実施の形態】本発明者らは上述の課題を解決するために鋭意研究した結果、自動車ボディシート用薄板として必須の強度、成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性を両立させるためにアルミニウム中の合金成分は5000系と6000系の中位の濃度のMgを添加したものにCu、Siを添加した合金を、熱間圧延後の冷却を急速冷却とすると冷間圧延、再結晶焼鈍で生成する集合組織を深絞り成形に適当なものとすることができるという知見が得られた。この知見に基づき本発明者らは、Al-Mg-Cu-Si系を基本合金組成とし、Al-Cu-Mg系の化合物析出相の析出前段階の変調構造(GPBゾーン)を形成させることによって塗膜焼付硬化性を優れたものとし、さらに合金成分及び熱延後の急冷を含む製造方法を適正化するようにして、優れた塑性異方性を有するプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法を見出し、本発明を完成させた。

【0010】すなわち、本発明は合金組成及び製造条件を下記範囲に限定することにより、自動車ボディシート用薄板として必須の強度、成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性を有しつつ、さらに深絞り成形性を改善する塑性異方性係数(r値)を向上するためのプレス成形用アルミニウム合金板の製造方法を提供することができる。

【0011】以下に本発明の成分添加理由、成分限定理由、及び製造条件の限定理由について説明する。

(1)成分組成範囲

Mg:2~3.5%

Mgは固溶元素として加工硬化係数を上昇させることにより一様伸びの向上に寄与するとともに、焼付硬化性に寄与するAl-Cu-Mg系の変調構造の構成元素でもある。しかしその含有量が2%未満では延性の低下、プレス成形性の低下を招くばかりか、Al-Cu-Mg系の変調構造の生成が遅くなる。また集合組織が合金型から純金属型になるためr値が低くなる。そのためMgは2%以上であることが必須である。一方、その含有量が3.5%を超えると熱間圧延割れが生じ易く、著しい生産性低下、コスト上昇を招くばかりかSSMが生じやす

く、さらにスポット溶接性を劣化させる。従って、Mg添加量は2~3.5%である。なお、プレス成形性(特に張出性)の観点からは2.5%以上であることが望ましい。

【0012】Si:0.05~0.3%

SiはAl-Cu-Mg系の変調構造の生成を促進させて塗膜焼付時の硬化能を高める元素である。その機能を発揮するためには0.05%以上であることが必須である。一方、その含有量が0.3%を超えると粗大Mg<sub>2</sub>Si系晶出物が増加する結果、特にプレス成形後の曲げ加工性が著しく劣化し、ヘミング時の割れ等の不良の発生原因となる。従って、Siの添加量は0.05~0.3%である。

【0013】Cu:0.4~0.6%

Cuは固溶元素として、材料の強度上昇に寄与するとともに、上述のAl-Cu-Mg系の変調構造の構成元素であるが、その含有量が0.4%未満では変調構造が生成せず、強度、塗膜焼付硬化性ともに不十分である。また塗装時の磷酸亜鉛処理性の観点からも0.4%以上であることが必須である。一方、0.6%を超えると熱間圧延時に割れが発生し易くなるとともに塗装後耐食性が劣化する。さらに過剰のCuはAl-Cu-Mg系の析出物として固溶Mg濃度を減じるため、集合組織が純金属型に変化し、r値が低下する。従って、Cu添加量は0.4~0.6%である。なお耐食性の観点からは0.55%以下であることが望ましい。

【0014】Fe:0.3%以下

Feは不純物として含有されるが、含有量が0.3%を超えるとAl-Fe系の粗大晶出物の形成が著しくなり、これが特にプレス成形時およびプレス成形後の曲げにおける亀裂の伝播を促進する。従って、Feの含有量は0.3%以下である必要がある。

【0015】Ti:0.005~0.15%、B:0.0002~0.05%

Ti、BはTiB<sub>2</sub>を形成し鑄塊の結晶粒を微細化し熱間圧延性を改善する効果を有する。しかしながら、これらを過剰に添加すると粗大な晶出物を生成し、成形性を劣化させる。従って、これらの添加量は、Ti:0.005~0.15%、B:0.0002~0.05%の範囲である。これらの成分の他、上述の選択成分(すなわち、Mn、Cr、Zr)のうち1種または2種以上が含有されるが、これらの選択成分の限定理由は以下の通りである。

【0016】Mn、Cr、Zr:0.05~0.3%

これらの元素は再結晶粒成長を抑制する目的で添加される。アルミニウム合金は再結晶集合組織として深絞り成形に好ましくない立方体方位などを優先方位とするため結晶粒成長とともにr値は劣化する。そのためこれらの元素を適量添加することによりr値はさらに向上する。0.05%未満ではその効果が不十分である。一方、

0.3%を超えて添加すると粗大な析出物を生成し、伸びを著しく低下させる。従って、これらを添加する場合には、Mg, Cr, Zrの含有量は0.05~0.3%の範囲である。

【0017】Zn: 0.1~1%

Znは本発明合金を高強度化する目的で必要に応じて添加される。その場合0.1%未満ではその効果が十分でなく、1%を超えて添加すると伸びを著しく低下させる。従って、Znを添加する場合、その添加量は0.1~1%の範囲である。

【0018】なお、さらにその他の元素としてBeを0.01%まで添加してもよい。Beは casting 時の酸化を防止し、 casting 性、熱間圧延性を向上させ、合金板の成形性を向上させる元素である。しかし、その含有量が0.01%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、毒性の強い元素であるので casting 作業環境を害する恐れがあるので好ましくない。従って、その添加量は0.01%までである。

【0019】これらの元素の他、通常のアリミニウム合金と同様、不可避免の不純物が含有されるが、その量は本発明の効果が損なわれない範囲であれば許容される。上記の合金組成範囲に調整することにより、自動車ボディシート用に必要な強度、成形性に優れ、プレス成形時にSSMが発生し難く、熱間圧延性、スポット溶接性が良好で、さらに深絞り成形性の支配因子であるr値の高い、プレス成形用アリミニウム合金板を得ることが可能となる。

【0020】このような特性のアリミニウム合金板は以下の製造方法により製造することができる。

#### (2) アリミニウム合金板製造工程

上記の合金成分組成範囲に調整されたアリミニウム合金鋳塊に対して、400~580℃の範囲内の温度で1段又は多段の均質化熱処理を施す。このような均質化処理を施すことにより、 casting 時に晶出した共晶化合物の拡散固溶を促進し、局部的ミクロ偏析を軽減する。また、この処理により、最終製品の結晶粒の異常粒成長を抑制し、均一化を図るうえで重要なMn, Cr, Zrの化合物を微細に析出させることができる。しかし、この処理の温度が400℃未満の場合には上述したような効果が不十分であり、一方580℃を超えると共晶融解が生じる。従って、均質化処理温度は400~580℃の範囲である。

【0021】次いで、このような均質化処理が施された鋳塊に対し、熱間圧延を行い板厚3~10mmで仕上げ、直ちに3℃/秒以上の冷却速度で100℃まで急速冷却を行う。熱間圧延の仕上げ板厚が3mm未満では冷間圧延率が不十分となり再結晶粒組織が不均一になる。一方10mm以上では熱間圧延後の冷却速度が不十分になるほか、冷間圧延率が高くなるため冷間圧延時にエッジ割れが顕著となり歩留まりが低下する。従って熱間圧

延の仕上げ板厚は3~10mmである。

【0022】熱間圧延後の冷却速度は本発明の重要な構成要素であり、熱間圧延後直ちに3℃/秒以上で100℃以下に急速冷却することにより高いr値となる。冷却速度とr値の関係については、以下のように考えられる。熱間圧延後そのまま高温で巻き取るなどして冷却速度が十分速くない場合、冷却中に析出物が粗大に析出し、マトリックス中の固溶元素量が低下する。マトリックス中の固溶合金元素量が低下すると集合組織形成機構がr値の高い合金型からr値の低い純金属型に移移するため、深絞り成形性が低下する。一方、熱間圧延後直ちに急速冷却を行えばマトリックス中に十分な固溶元素を有するため集合組織形成機構が合金型となり深絞り成形性が向上する。また熱間圧延後に急冷すれば冷延板の固溶元素量が多くなり、板製造後、塗膜焼付処理時に変調構造を生成するため、塗膜焼付硬化性も向上する。熱間圧延後の100℃までの冷却速度が3℃/秒未満ではその効果が不十分でない。従って、熱間圧延後の冷却速度は3℃/秒以上である。

【0023】次に冷間圧延で所定の板厚とする。続いて3℃/秒以上の昇温速度で500~570℃に加熱後0~60秒保持し、10℃/秒以上の冷却速度で100℃以下まで冷却する。このときの昇温速度が3℃/秒未満では異常結晶粒成長を起こしやすい。保持温度が500℃未満では溶体化が不十分となる。570℃を超えては固相線をこえて融解するので好ましくない。従って、保持温度は500~570℃である。保持時間は0秒以上(すなわち、保持しない場合も含む)で溶体化処理の効果があるが、60秒を超えると結晶粒が粗大化するので保持時間は0~60秒である。溶体化処理後の冷却速度は10℃/秒未満では冷却中に析出物を生じ、固溶量が減少するため塗膜焼付時の強度上昇が少なくなる。

【0024】その後、歪矯正又は表面粗度調整のため、次に行われる熱処理の前後両方又はいずれかで5%以下のレベリング、ストレッチング、あるいはスキンパス圧延を実施してもよい。

【0025】このようにして得られたアリミニウム合金板は自動車ボディシート用に必要な強度、成形性、耐SSM性、熱間圧延性及びスポット溶接性に優れ、さらに塑性異方性が優れるため自動車車体等に好適である。以下に本発明の実施例を挙げ、本発明の効果を立証する。

#### 【0026】

##### 【実施例】

(実施例1) 表1に示す成分、組成を有する合金(本発明合金: No. 1~14、比較合金: No. 15~26)を溶解、DC casting により鋳塊を得た。この鋳塊を面削した後、440℃で4時間その後510℃で10時間の2段均質化処理を実施した。次いで鋳片を8mmまで熱間圧延し、直ちに5℃/秒の冷却速度で室温まで冷却した。その後、冷間圧延を行って1mmの板材とした。

後、20℃/秒で550℃まで加熱し、15秒保持後、100℃まで20℃/秒の冷却速度で冷却した。

【0027】以上のように製造された板材を室温で1週間放置後、圧延方向と平行に引張試験片(JIS5号)を採取し、引張試験を実施し、機械特性値および塗膜焼付硬化性を評価した。塗膜焼付硬化性は模擬的にプレス相当の2%予歪みを負荷した後、塗膜焼付処理相当の170℃×20分の熱処理を施し、強度上昇を評価した。塑性異方性(r値)は圧延方向に対して0°、45°、90°から引張試験片を採取し、各方向の平均値で評価した。耐ストレッチャーストレインマーク(SSM)性の評価試験として、40×200mmの短冊状の試験片を圧延方向と平行に採取し、10<sup>-2</sup>/秒の引張速度で5%の予歪みを施し、試験片表面に発生するSSMの有無を目視により判定した。曲げ性は20×100mmの短冊状試験片を圧延方向と平行に採取し、10%予歪み後180°密着曲げを行い、曲げ部の割れの有無で評価した。熱間圧延性は熱間圧延板のエッジ割れの有無で評価した。スポット溶接性は単相交流式スポット溶接機を用いて連続打点試験を行い、引張せん断強さがJISA級最小値を下回るまでの打点数を測定し、これが1000点以上の合金を○、1000点未満の合金を×と判定した。

【0028】これらの評価試験結果を表2に示す。表2

から明らかなように本発明合金であるNo. 1~14はTS、伸び値(E1値)が高く、塗膜焼付処理後の耐力(2%BHYS)が高く、r値(平均値)が0.9以上と高く、SSMが発生せず、曲げ加工性に優れ、熱間圧延での割れがなく、スポット溶接性が良好で、プレス成形用薄板として好適であることがわかる。

【0029】一方、表1に示す比較合金のNo. 15~26は表2から明らかなように、強度、伸び、焼付硬化性、r値、耐SSM性、曲げ性、熱間圧延性及びスポット溶接性のいずれかが不十分である。例えば、変調構造生成に寄与する成分であるMg, Si, Cu添加量の少ない比較合金No. 15, 17, 19はTSおよび2%予歪み塗膜焼付処理後の耐力が低い。一方、Mg添加量の多い比較合金No. 16はSSMが発生し、曲げ性が劣り、熱間圧延でエッジ割れが発生し、スポット溶接性が劣る。Si添加量の多い比較合金No. 18は伸びおよび曲げ性が劣る。またCu添加量の多い比較合金No. 20は伸び、r値が低い。Fe、TiおよびB、Mn、Cr、Zr添加量がそれぞれ多い比較合金No. 21~25は伸びが劣り、また結晶粒径が微細であるためSSMが発生する。Zn添加量の多い比較合金No. 26は伸びが低い。

【0030】

【表1】

表 1

区分	合金 No.	化 学 成 分 (重量%)									
		Mg	Si	Cu	Fe	Ti	B	Mn	Cr	Zr	Zn
本 発 明 合 金	1	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	2	2.1	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	3	3.4	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	4	3.0	0.06	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	5	3.0	0.29	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	6	3.0	0.10	0.45	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	7	3.0	0.10	0.59	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	8	3.0	0.10	0.50	0.25	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	9	3.0	0.10	0.50	0.10	0.01	0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	10	3.0	0.10	0.50	0.10	0.10	0.004	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	11	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	0.15	<0.01	<0.01	<0.05
	12	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	0.1	<0.01	<0.05
	13	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	0.1	<0.05
	14	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	0.8
比 較 合 金	15	1.8*	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	16	4.0*	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	17	3.0	0.04*	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	18	3.0	0.35*	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	19	3.0	0.10	0.35*	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	20	3.0	0.10	0.70*	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	21	3.0	0.10	0.50	0.40*	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	22	3.0	0.10	0.50	0.10	0.20*	0.060*	<0.01	<0.01	<0.01	<0.05
	23	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	0.40*	<0.01	<0.01	<0.05
	24	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	0.35*	<0.01	<0.05
	25	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	0.35*	<0.05
	26	3.0	0.10	0.50	0.10	0.02	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	1.20*

注) \*印は本発明の範囲から外れていることを表す。

【0031】

【表2】

表 2

区分	合金 No.	機械特性値			焼付硬化性	塑性異方性	耐SSM性	曲げ性	熱間	スポット
		YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	2%BHYS (MPa)	r 値	発生の有無	割れの有無	圧延性	溶接性
本 発 明 合 金	1	80	240	32.0	160	0.95	無	無	良	好
	2	75	230	30.0	160	0.90	無	無	良	好
	3	85	250	33.0	160	0.98	無	無	良	好
	4	80	245	32.0	150	0.95	無	無	良	好
	5	80	255	31.0	170	0.85	無	無	良	好
	6	75	240	32.5	150	0.97	無	無	良	好
	7	90	260	32.0	165	0.90	無	無	良	好
	8	80	240	31.5	160	0.95	無	無	良	好
	9	80	240	32.0	160	0.90	無	無	良	好
	10	80	240	32.0	160	0.90	無	無	良	好
	11	85	240	31.5	160	1.02	無	無	良	好
	12	85	240	31.5	160	1.03	無	無	良	好
	13	90	240	31.5	165	1.05	無	無	良	好
	14	100	250	30.0	170	0.90	無	無	良	好
比 較 合 金	15	90	210	29.0	140*	0.70*	無*	無*	良	好
	16	110	260	33.0	155	0.90	無*	無*	良	好
	17	80	200*	32.0	130*	0.90	無	無	良	好
	18	85	250	26.0*	175	0.95	無	無	良	好
	19	80	220*	30.0	140*	0.90	無	無	良	好
	20	100	265	26.5*	175	0.70*	無*	無	良	好
	21	80	250	27.0*	160	0.85	無*	無	良	好
	22	90	240	28.5*	150	0.90	有*	無	良	好
	23	100	240	28.5*	165	1.05	有*	無	良	好
	24	105	240	26.0*	165	1.05	有*	無	良	好
	25	110	245	25.5*	165	1.05	有*	無	良	好
	26	130	280	25.0*	175	0.90	無	無	良	好

注) \*印は本発明の範囲から外れていることを表す。

【0032】(実施例2)表1に示した合金No. 1の成分、組成を有する本発明合金を用い、この鋳塊を面削した後、440℃で4時間その後510℃で10時間の2段階均質化処理を実施した。次いで鋳片を8mmまで熱間圧延を行い、表3に示す冷却条件(本発明例A～E、比較例:F～H)で種々の冷却を行い、室温まで冷却した。その後、冷間圧延を行って1mmの板材とした後、20℃/秒で550℃まで加熱し、15秒保持後、100℃まで20℃/秒の冷却速度で冷却した。

【0033】表3に実施例1と同様の評価試験を行った結果を示す。またr値(平均値)の熱延板冷却速度依存性を図1に示す。図1から明らかなように熱延板冷却速度が3℃/秒以上である本発明例A～Eはr値が高く、塗膜焼付硬化性(2%BHYS)にも優れることがわかる。一方熱延板冷却速度が3℃/秒未満である比較例F～Hはr値が低く、また塗膜焼付硬化性が低い。

【0034】

【表3】

表 3

区分	製造 条件	熱 延 後 冷却速度 (℃/秒)	機械特性値			焼付硬化性	塑性異方性	耐SSM性	曲げ性	熱間	スポット
			YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	2% BHYS (MPa)	r 値	発生 の有無	割れの 有無	圧延性	溶接性
本 発 明 例	A	50	90	250	31.0	163	0.98	無	無	良	好
	B	30	85	245	31.5	162	0.96	無	無	良	好
	C	20	80	240	32.0	160	0.95	無	無	良	好
	D	10	75	240	32.0	160	0.94	無	無	良	好
	E	5	75	240	32.0	155	0.90	無	無	良	好
比 較 例	F	2*	80	235	31.5	140*	0.78*	無	無	良	好
	G	1*	80	235	32.0	135*	0.72*	無	無	良	好
	H	0.1*	80	220*	32.5	132*	0.68*	無	無	良	好

注) \*印は本発明の範囲から外れていることを表す。

【0035】

【発明の効果】この発明によれば、合金組成及び熱延後の急冷を含む製造条件を特定することにより、強度、成

形性に優れ、プレス成形時にSSMが発生し難く、熱間圧延性、スポット溶接性が良好で、さらに深絞り成形性の支配因子である塑性異方性係数(r値)の高い、プレ

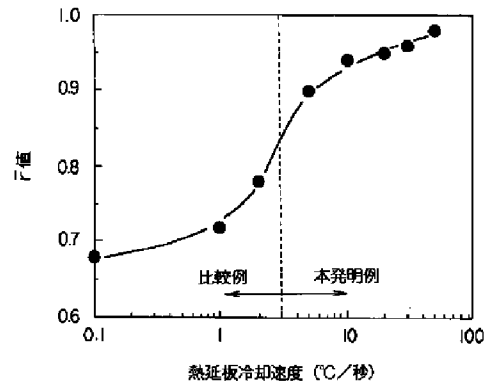


ス成形用アルミニウム合金薄板の製造方法が提供される。本発明によって製造されたアルミニウム合金薄板は自動車車体などに好適である。

【図面の簡単な説明】

【図 1】本発明の実施例に係る熱延板冷却速度と  $r$  値（平均値）の関係を示す図。

【図 1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 22 F 1/00

識別記号

6 3 1

6 8 3

6 8 4

6 8 6

6 9 1

6 9 2

6 9 4

F I

C 22 F 1/00

6 3 1 Z

6 8 3

6 8 4 A

6 8 6 A

6 9 1 C

6 9 1 B

6 9 1 A

6 9 2 A

6 9 2 B

6 9 4 Z